ChinaXiv合作期刊

第51卷 第6期 金属学报 Vol.51 No.6
2015年6月 第651-658页 ACTA METALLURGICA SINICA Jun. 2015 pp. 651-658

一种高锰奥氏体TWIP钢的高温热变形与再结晶行为*

袁晓云 陈礼清
(东北大学轧制技术及连轧自动化国家重点实验室, 沈阳 110819)

摘 要 在变形温度为1223~1423 K及应变速率为0.01~10 s^{-1}的条件下, 利用MMS-300热模拟试验机开展单道次压缩变形实验, 结合SEM-EBSD和TEM等观察分析技术, 研究了一种高锰奥氏体孪晶诱发塑性(TWIP)钢的高温热变形及再结晶行为, 对其动态再结晶过程中的组织演变规律及其与应力-应变曲线的相关性进行了分析和表征. 结果表明, 该高锰奥氏体TWIP钢的热变形行为对应变速率较敏感; 当应变速率低于0.1 s^{-1}时, 热变形过程中发生动态再结晶; 当应变速率高于1 s^{-1}时, 发生动态回复. 通过回归计算建立了该高锰奥氏体TWIP钢的热变形本构方程, 分析认为动态再结晶过程中的组织演变规律与其应力-应变曲线密切相关. 随着应变量的增加, 晶界迁移诱导再结晶形核; 形变量进一步增加, 产生大量亚晶界; 相邻亚晶界上的位错攀移和滑移等运动使晶界合并, 导致再结晶晶粒形成.

关键词 TWIP钢, 热变形, 动态再结晶, 本构方程, 组织演变
中图法分类号 TG142.25 **文献标识码** A **文章编号** 0412-1961(2015)06-0651-08

HOT DEFORMATION AT ELEVATED TEMPERATURE AND RECRYSTALLIZATION BEHAVIOR OF A HIGH MANGANESE AUSTENITIC TWIP STEEL

YUAN Xiaoyun, CHEN Liqing
State Key Laboratory of Rolling and Automation, Northeastern University, Shenyang 110819
Correspondent: CHEN Liqing, professor, Tel: (024)83681819, E-mail: lqchen@mail.neu.edu.cn
Supported by National Natural Science Foundation of China (Nos.51271051 and 51304045)
Manuscript received 2014-12-09, in revised form 2015-03-15

ABSTRACT Stainless steel is widely used in both industrial production and daily-life due to its anti-corrosion behavior. In view of the shortage in Cr and Ni resources, there has been an increasing interest in developing low-cost stainless steels for several decades. Under the frame of replacing Ni and Cr with Mn and Al, respectively, a recent study indicates that Fe-Mn-Al-C austenitic twinning-induced plasticity (TWIP) steel possesses good comprehensive properties and excellent resistance to oxidation that make it potential in partially replacing conventional austenitic stainless steels. As a viable alternative to low-cost austenitic stainless steel, a new alloy system of high-manganese low-chromium nitrogen-containing TWIP steel was developed in this study. Considering its corrosion resistance, the alloy is not completely free of chromium, yet the Cr content is relatively low. Nitrogen is added, because it is a strong austenite stabilizer that can reduce the tendency to form ferrite and deformation-induced α'- and ε-martensites, thereby reducing the amount of nickel required in austenitic stainless steel. Furthermore, nitrogen is beneficial for pitting corrosion resistance. In this study, hot deformation and recrystallization behaviors of this high manganese austenitic TWIP steel were investigated by single-pass compression tests on MMS-300 thermo-mechanical simulator at temperature ranging from 1223 K to 1423 K and strain rate ranging from 0.01 s^{-1} to 10 s^{-1}. Micro-

*国家自然科学基金项目51271051和51304045资助
收到初稿日期: 2014-12-09, 收到修改稿日期: 2015-03-15
作者简介: 袁晓云, 女, 1987年生, 博士生
DOI: 10.11900/0412.1961.2014.00680

chinaXiv:202303.00621v1

ChinaXiv合作期刊

structure evolution during dynamic recrystallization and the correlation of microstructure change to the stress-strain response were further analyzed by using TEM and SEM equipped with EBSD. The results show that the hot deformation behavior of this steel is more sensitive to deformation rate. Dynamic recrystallization occurs during hot deformation when deformation rate is lower than 0.1 s^{-1}, while dynamic recovery takes place at deformation rate higher than 1 s^{-1}. The hot deformation constitutive equation of the high manganese austenitic TWIP steel was established by regression analysis. There is a close correlation between microstructure evolution and stress-strain curve during dynamic recrystallization. With the increase of strain, the grain boundary migration leads to the nucleation of recrystallization. Sub-grain boundary was also formed with increasing the strain. Dislocations climbing or slipping on the adjacent sub-grain boundary lead to the grain boundary merging, and then, new austenitic grains formed.

KEY WORDS TWIP steel, hot deformation, dynamic recrystallization, constitutive equation, microstructure evolution

chinaXiv:202303.00621v1

孪晶诱发塑性钢(twinning induced plasticity steel, TWIP钢)的主要成分是Fe-C基体合金中添加(15%~30%)Mn (质量分数, 下同), 并含有一定量的Al, Si, Ti, Mo, Cu等元素. TWIP钢中的C和Mn都是主要的稳定奥氏体元素, C具有强烈的固溶强化作用, 而Mn的加入可以提高合金的高温力学性能. Al的添加可以在合金表面形成Al_2O_3的保护膜而提高其耐氧化性[1], 而添加Si, Ti, Mo, Cu等微量元素均可在一定程度上提高钢的耐蚀性. Mn含量较高(20%~30%)的TWIP钢, 在室温下可以获得单相稳定的奥氏体组织, 并具有优异的强塑性和良好的碰撞能量吸收能力等综合性能[2,3]. TWIP钢的强塑积一般可达5×10^4 MPa·%以上[4], 是一种受到广泛关注的新型汽车用钢[5~7].

近年来, 针对不同化学成分的TWIP钢, 开展了围绕其加工工艺与力学性能相关性方面的研究[8,9]. 除常规的力学性能外, 对TWIP钢抗氧化性及耐蚀性方面的研究也引起了关注. 本课题组前期工作[10,11]发现, 在典型的Fe-Mn-Al-C系奥氏体钢中, 添加少量的Cr和N可以在保证力学性能的前提下, 一定程度上改善钢的抗氧化性及耐腐蚀性能. 这表明, 在传统TWIP钢成分的基础上添加一定量Cr和少量N, 获得的新型成分的TWIP钢有望能部分取代不锈钢而获得应用.

流变应力的变化是内部显微组织演变的综合反映, 同时也是材料塑性加工时进行设备选型及校核的依据, 因此, 材料流变应力及其影响因素的研究受到人们极大的关注[12,13]. 另外, 研究金属材料高温热变形行为, 建立精度较高的流变应力数学模型, 对于热加工工艺的制定也有着重要的意义.

目前, 对TWIP钢等温压缩变形行为过程中的流变应力特征及本构关系的研究等已有报道[14], 但将高温变形过程中流变应力曲线各阶段的特征与动态再结晶显微组织演变的深层次规律进行相关性分析的研究, 尤其是动态再结晶过程机制方面的研究等还缺乏. 因此, 本工作针对新设计的高锰奥氏体TWIP钢, 通过单道次压缩热模拟实验, 获得了不同热变形条件下的应力-应变曲线, 考察新型高锰奥氏体TWIP钢在高温变形过程中的塑性流动行为和组织演变规律, 并对动态再结晶显微组织演变的规律与高温变形过程中流变应力曲线各阶段的特征进行了相关性分析, 以期为制订该钢种的热加工工艺提供理论依据.

1 实验方法

实验用高锰奥氏体TWIP钢采用20 kg真空感应炉进行熔炼, 主要化学成分(质量分数, %)为: C 0.34, Mn 22.30, Al 3.12, Cr 2.96, N 0.01, Fe余量. 该钢在冷轧退火后的室温抗拉强度可达到700 MPa以上, 延伸率超过50%. 将真空感应炉熔炼的铸锭在1473 K锻造成尺寸为35 mm×100 mm×120 mm的板坯, 然后利用线切割方法从锻后的板坯中取直径8 mm×12 mm的圆柱状热模拟试样.

单轴压缩实验在MMS-300多功能热模拟试验机上进行. 将试样以20 K/s的升温速率加热到1473 K保温180 s后以20 K/s的速率冷却至变形温度, 保温60 s以消除内部的温度梯度. 变形温度为1223, 1273, 1323, 1373和1423 K; 应变速率为0.01, 0.05, 0.1, 1, 5和10 s^{-1}, 真应变为0.7. 在变形温度为1323 K以及应变速率为0.05 s^{-1}的条件下, 对试样进行真应变为0.05~0.70的压缩变形. 热变形结束后, 将试样立即水淬, 以保留高温变形组织.

将热变形后试样沿压缩轴线方向切开, 机械研磨、抛光后制成金相试样, 利用Quanta 600扫描电子显微镜(SEM)进行形貌观察. 电子背散射衍射(EBSD)试样经电解抛光后利用Supera 55型场发射扫描电子显微镜及其配备的HKL Channel 5分析系统对

ChinaXiv合作期刊

chinaXiv:202303.00621v1

抛光后的热变形试样进行成像, 对晶界的演变特征进行观察分析. 透射电镜试样经机械研磨至50 μm后, 利用双喷电解抛光仪进行进一步减薄, 双喷液为10%高氯酸+90%无水乙醇(体积分数), 温度为248 K, 电压为40 V. 对于变形温度为1323 K, 应变速率为0.05 s^{-1}以及不同变形程度的样品, 在Tecnai G^2 F20透射电子显微镜(TEM)上观察分析其组织演变规律.

2 实验结果及分析

2.1 热变形流变应力曲线

实验用高锰奥氏体TWIP钢在不同变形条件下的真应力-真应变曲线如图1所示. 由图1a和b可以看出, 当应变速率≤0.1 s^{-1}时, 在变形的初始阶段, 随着应变的增加, 应力迅速提高并达到峰值; 随后, 应力随着应变的增加而下降, 说明在变形过程中发生了动态再结晶[15,16]. 当应变速率≥1 s^{-1}时, 如图1c和d所示, 随着应变的增加, 应力达到峰值后进入稳定状态, 说明实验用钢发生了动态回复.

在变形初期, 随着应变的增加, 应力快速增加达到峰值, 是因为在塑性变形过程中晶格产生的畸变引起了加工硬化. 晶格畸变会阻碍位错滑移的进行, 畸变越严重, 塑性变形越难以进行, 加工硬化率越大[17]. 但是, 加工硬化率并不会随变形程度的增加而一直增大, 在变形过程中, 形变产生的位错通过交滑移和攀移等方式运动, 使得部分位错消失或重排, 从而造成金属材料的回复软化. 这种软化过程在动态回复控制的情况下, 无新晶粒的形核长大, 不会发生动态再结晶. 在特定的变形条件下, 当变形量达到一定时, 位错应力场造成的畸变能累积到足够程度, 就会发生动态再结晶[18]. 从图1所示的曲线还可以看出, 随着变形温度的升高和应变速率的降低, 实验用钢热变形过程中的峰值应力下降. 这是由于变形温度的升高, 使位错进行交滑移和攀移的驱动力增大[19]; 而应变速率的降低延长了累积畸变能及位错湮灭的时间, 有利于动态再结晶等软化行为的发生[20].

2.2 热变形组织分析

在变形温度为1223 K, 应变速率分别为0.1和0.01 s^{-1}时, 实验用高锰奥氏体TWIP钢变形后组织的SEM像如图2所示. 从图2a中可以看出, 当应变速率为0.1 s^{-1}时, 变形后组织为伸长的亚晶粒, 晶界

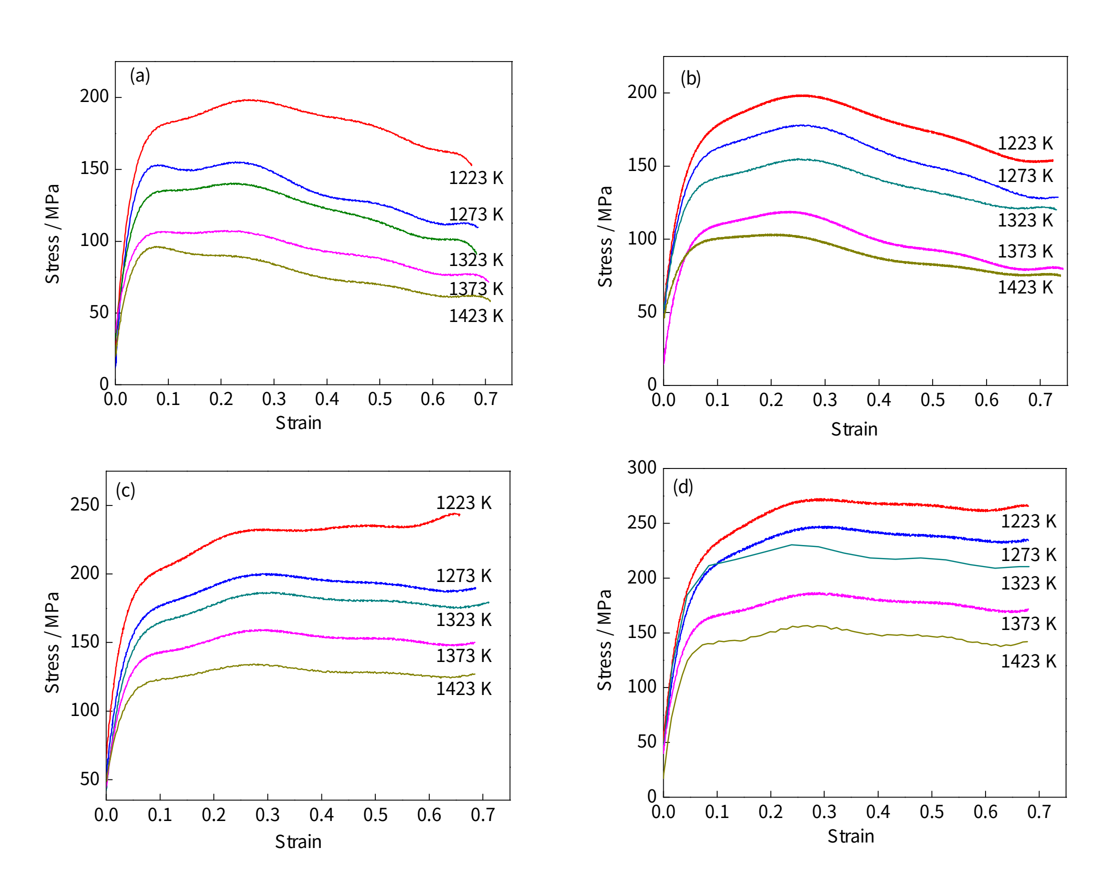
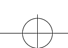


图1 高锰奥氏体孪晶诱发塑性钢(TWIP钢)在不同变形条件下的真应力-真应变曲线

Fig.1 True stress-strain curves of high manganese austenitic twinning induced plasticity (TWIP) steel deformed at different temperatures and strain rates of $\dot{\varepsilon}$=0.05 s^{-1} (a), $\dot{\varepsilon}$=0.1 s^{-1} (b), $\dot{\varepsilon}$=1 s^{-1} (c) and $\dot{\varepsilon}$=5 s^{-1} (d)



ChinaXiv合作期刊

chinaXiv:202303.00621v1

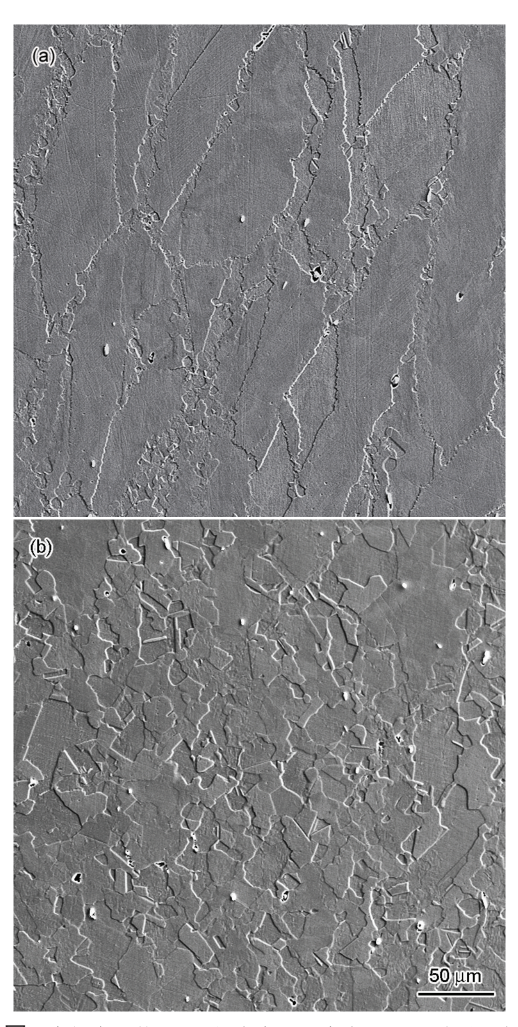


图2 高锰奥氏体TWIP钢在变形温度为1223 K时不同应变速率 $\dot{\varepsilon}$ 下的SEM像

Fig.2 SEM images of high manganese austenitic TWIP steel deformed at 1223 K and $\dot{\varepsilon}$ =0.1 s^{-1} (a) and $\dot{\varepsilon}$ = 0.01 s^{-1} (b)

处有再结晶晶粒出现; 而应变速率为0.01 s^{-1}时, 变形结束后组织为等轴的再结晶晶粒(图2b).

图3为实验用高锰奥氏体TWIP钢在不同变形温度下应变速率为0.1 s^{-1}时显微组织的SEM像. 可以看出, 当变形温度为1223 K时, 实验用钢的组织为变形的奥氏体晶粒; 当变形温度为1323 K时, 变形的原始奥氏体晶粒的晶界处有再结晶晶粒出现; 当变形温度为1423 K时, 实验用钢动态再结晶完全.

可见, 实验用高锰奥氏体TWIP钢在较高的应变速率($\dot{\varepsilon}\geqslant 0.1$ s^{-1})和较低的变形温度($T\leqslant 1323$ K)下变形时, 未完成动态再结晶, 奥氏体晶粒以拉长的变形组织为主; 而在较低应变速率($\dot{\varepsilon}\leqslant 0.01$ s^{-1})和较高的变形温度($T\geqslant 1423$ K)下变形时, 组织发生动态再结晶, 这与真应力-应变曲线的特征相吻合. 由此可见, 流变曲线的特征能够真实地反映微观组织的

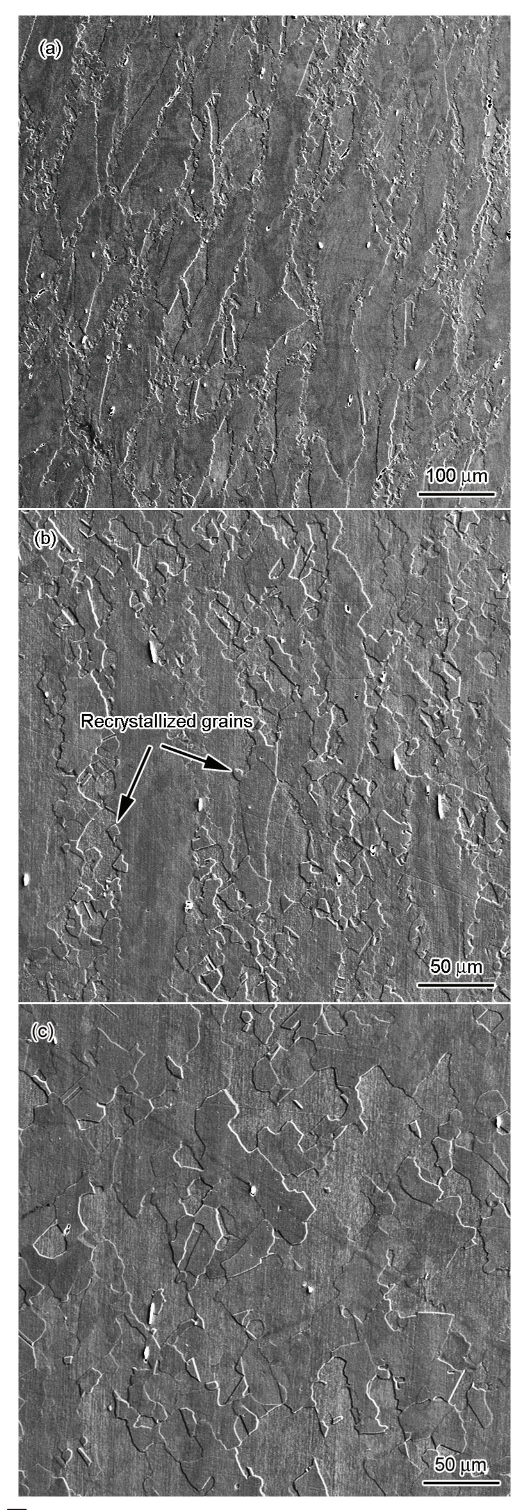


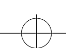
图3 高锰奥氏体TWIP钢在 $\dot{\varepsilon}$ =0.1 s^{-1}时不同变形温度下的SEM像

Fig.3 SEM images of the high manganese austenitic TWIP steel deformed at 1223 K (a), 1323 K (b) and 1423 K (c) and $\dot{\varepsilon}$ =0.1 s^{-1}

演变.

2.3 热变形本构关系

奥氏体合金的流变应力 σ, $\dot{\varepsilon}$ 和 T 之间存在以下关系[16]:



ChinaXiv合作期刊

chinaXiv:202303.00621v1

$$A[\sinh(\alpha\sigma)]^n = \dot{\varepsilon}\exp(\frac{Q}{RT}) = Z \quad (1)$$

式中, A 和 α 为材料常数; n 为应力指数; Q 为变形激活能, kJ/mol, 反映材料热变形的难易程度; R 为气体常数, R=8.314 J/(mol·K); Z 为Zener-Hollomon参数, s^{-1}, 即温度补偿应变速率参数; σ 可以表示为峰值应力、稳态应力或某一指定应变时对应的流变应力, 本研究取峰值应力.

对式(1)两边取对数并分别对 $\ln\dot{\varepsilon}$ 和 $1/T$ 求偏微分可得到:

$$\frac{1}{n} = \left[\frac{\partial \ln\sinh(\alpha\sigma)}{\partial \ln\dot{\varepsilon}}\right]_T \quad (2)$$

$$Q = nR\left[\frac{\partial \ln\sinh(\alpha\sigma)}{\partial (1/T)}\right]_{\dot{\varepsilon}} = nRb \quad (3)$$

结合式(1), (2)和(3)可知, 欲得到 n, b 和 Q 值, 必须先确定 α 值. 由实验的原始数据得到如图4所示的 α 与 n 的残差平方和的关系. 当 α 为0.007 MPa^{-1} 时, n 的残差平方和取极小值, 故可确定 α=0.007 MPa^{-1} [21]. 在温度恒定的条件下, $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ 与 $\ln\dot{\varepsilon}$ 满足线性关系, 其斜率的倒数即为 n. 将 $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ 与 $\ln\dot{\varepsilon}$ 的实验数值进行线性回归, 得到图5a, 从而求得实验用钢的 n=6.41. 同理, 在应变速率恒定的条件下, $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ 与 $1/T$ 也满足线性关系, 将相应的实验数值进行线性回归, 得到图5b, 求得其斜率为 b=7500.

将 α, n 和 b 的值带入式(3)中, 得到 Q=399.76 kJ/mol. 将不同热变形条件下的参数代入式(1), 可求得一组 A 的值, 将其求平均数得到 A=2.11×10^{14}. 据此, 可建立该高锰奥氏体TWIP钢在1223~1423 K的温度范围内热变形本构方程为:

$$\dot{\varepsilon} = 2.11\times10^{14}[\sinh(0.007\sigma_p)]^{6.41}\exp(-\frac{399760}{RT}) \quad (4)$$

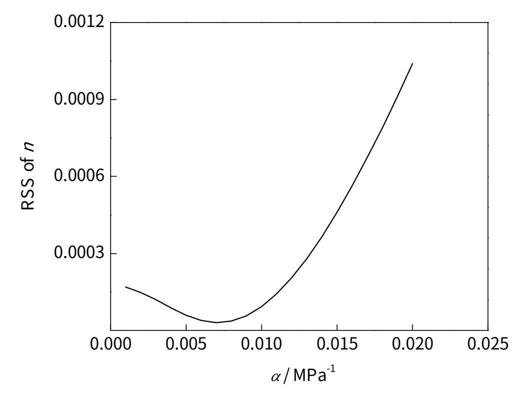


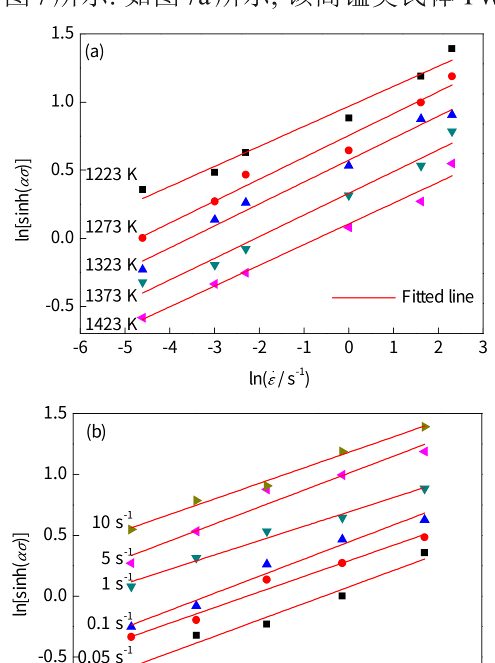
图4 n 值残差平方和随 α 的变化曲线

Fig.4 Residual sum of squares (RSS) of n against the value of α

参数 Z 已被广泛应用于表示变形温度-应变速率对变形过程的综合作用[22,23]. 根据式(1)可以计算出不同变形条件下的 Z 参数, 绘制出 $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ 与 $\ln Z$ 关系散点图及其线性回归曲线, 如图6所示, 其线性相关系数 R^2=0.9845. 因此, 该高锰奥氏体TWIP钢在1223~1423 K温度范围内的热变形本构关系可由式(4)来描述.

2.4 动态再结晶过程中的组织演变

本研究中高锰奥氏体TWIP钢在温度为1323 K, 应变速率为0.05 s^{-1} 及不同应变量时的EBSD晶界分布如图7所示. 如图7a所示, 该高锰奥氏体TWIP钢



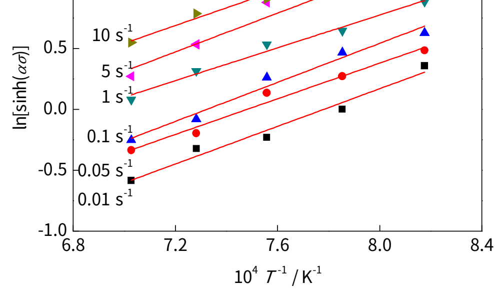


图5 峰值应力与应变速率和峰值应力与变形温度的关系

Fig.5 Relationships between peak stress and strain rate (a) and peak stress and temperature (b)

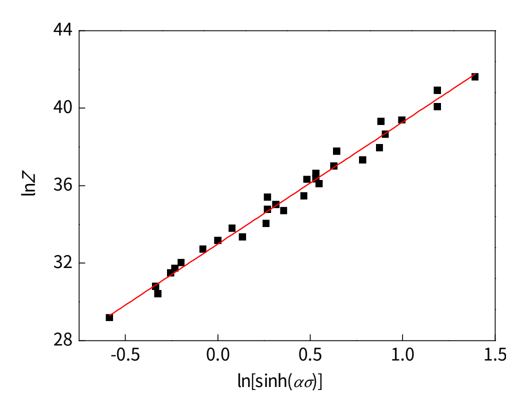


图6 $\ln Z$ 与 $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ 的关系曲线

Fig.6 Relationship between $\ln Z$ and $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$

ChinaXiv合作期刊

高温变形前组织为等轴的奥氏体晶粒, 内部有大量退火孪晶, 晶界较为平滑. 随着变形过程的进行, 原始晶粒受到轴向压缩, 晶界不再平直, 部分晶界弓出. 另外, 在奥氏体晶界处形成细小的等轴再结晶晶粒, 见图7b, 这表明奥氏体动态再结晶过程开始发生; 随着应变的增加, 原始晶粒被拉长. 在应力的作用下, 孪晶界也发生弯曲, 不再平直, 孪晶逐渐发生分解, 在晶粒内部产生由小角度晶界组成的变形带. 从图7c中可以观察到, 大量原始奥氏体晶界出现锯齿状结构, 即变形导致形变亚晶在原奥氏体晶界附近形成, 形变亚晶对大角度晶界的迁移具有钉扎作用. 由此可见, 锯齿状结构为再结晶晶粒的形核提供了条件, 因而, 再结晶晶粒在原始奥氏体晶界处形核. 另外, 由图7c~e可见, 随着变形的持续增加, 再结晶晶粒数量增多; 当变形结束后, 再结晶过程基本完成; 与原奥氏体组织相比, 其微观组织为相对细小的奥氏体再结晶晶粒, 见图7f.

在热变形过程中, 再结晶形核是多种机制协同作用的结果. 当应变较小时, 由于单道次压缩实验变形的不均匀性, 相邻晶粒的位错密度相差很大, 如图8a所示, 晶界的一侧为高密度位错缠结的胞状位错结构, 另一侧位错密度极低. 相邻晶粒的位错密度相差很大, 这会导致晶界单向驱动力的产生, 此时晶界中的一小段会向位错密度高的一侧突然弓出(图8b), 这段晶界扫过的区域贮存能全部释放, 成为再结晶核心, 这与文献[24]报道的结果类似. 从图8c和d中可以看到, 随着变形量的增加, 产生大量新的亚晶界, 这些亚晶界既分布于原始晶界附近, 也存在于晶粒内部, 这是由于晶粒内部不同方向滑移系的激活作用将原始晶粒分解成为不同的部分. 从图8d中可以看到, 热变形组织中亚晶界正在合并, 原始亚晶界消失, 这是由于相邻亚晶界上的位错通过攀移和滑移等机制运动迁移到周围晶界或亚晶界上造成的, 该现象在文献[18]中也有报道. 通过位置的调整和原子的扩散, 一组亚晶的取向最终获得一致, 成为再结晶的晶核. 随着变形量的继续增加, 亚晶界消失, 再结晶晶粒形成, 如图8e所示. 当真应变达到0.7时, 再结晶已经完成, 再结晶组织为等轴的多边形晶粒(图8f).

综上所述, 本工作中高锰奥氏体TWIP钢的微观组织演变过程与应力-应变曲线的变化趋势有着明显的直接对应关系. 根据图1a可以确定, 在 T=1323 K及 $\dot{\varepsilon}$ =0.05 s^{-1} 的变形条件下, 峰值应变 ε_p=0.067. 一般认为, 临界应变 ε_c=0.83ε_p[25,26], 可计算出

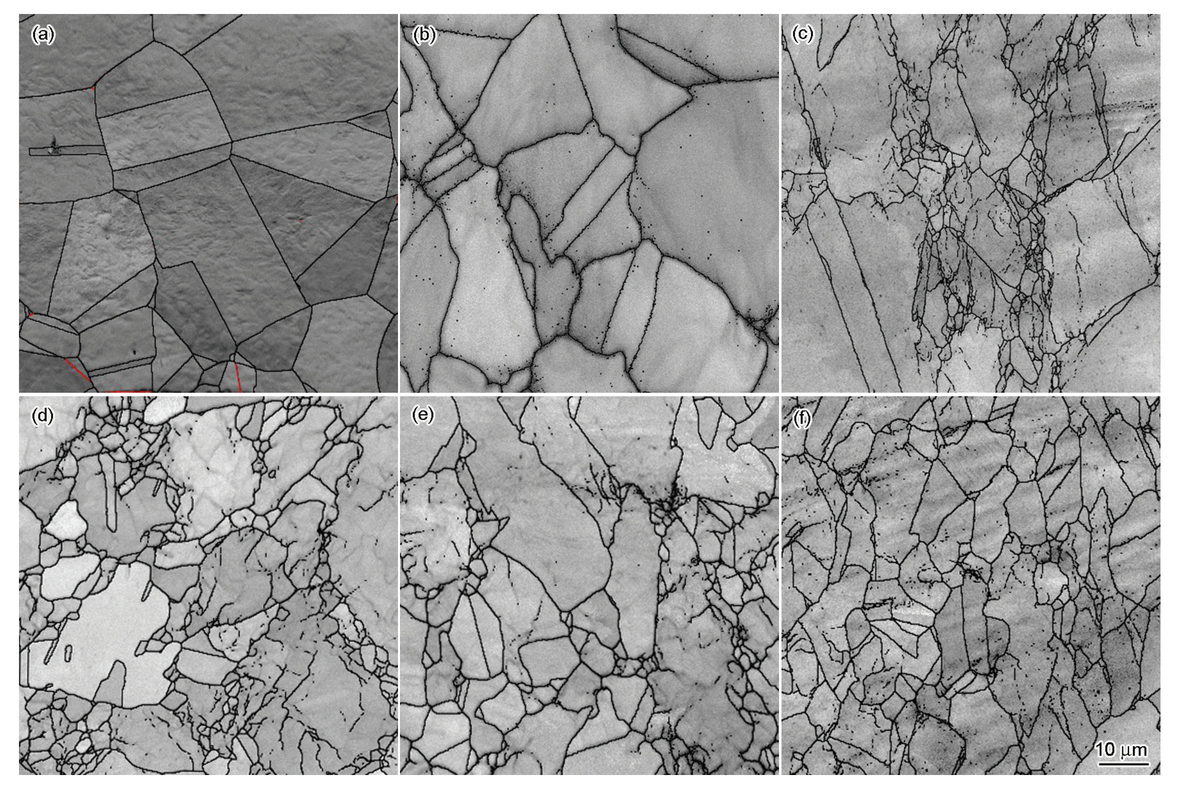


图7 高锰奥氏体TWIP钢在1323 K及0.05 s^{-1}的变形条件下不同应变量时晶界分布的EBSD图

Fig.7 EBSD maps showing grain boundary distribution of high manganese austenitic TWIP steel deformed to various strains of ε=0 (a), ε=0.05 (b), ε=0.15 (c), ε=0.25 (d), ε=0.45 (e) and ε=0.7 (f) under the condition of 1323 K and strain rate 0.05 s^{-1}

chinaXiv:202303.00621v1

ChinaXiv合作期刊

chinaXiv:202303.00621v1

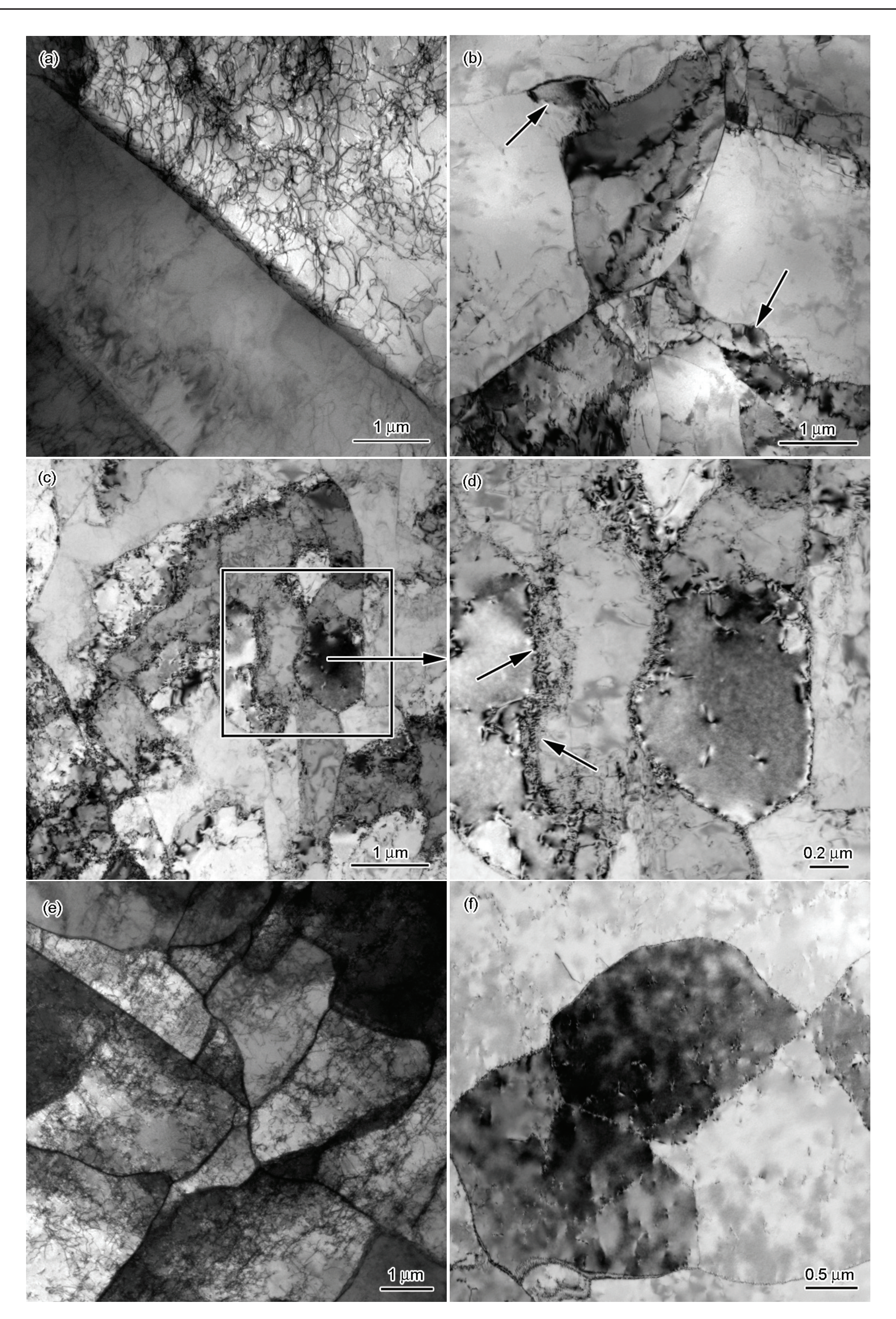


图 8 高锰奥氏体TWIP钢在1323 K及0.05 s^{-1}的变形条件下不同真应变时动态再结晶组织的TEM像

Fig.8 TEM images show dynamically recrystallized microstructures of high manganese austenitic TWIP steel deformed to various strains under the condition of 1323 K and strain rate 0.05 s^{-1}

(a) ε=0.05　(b) ε=0.15, bulging of initial grain boundaries indicated by arrows　(c) ε=0.25

(d) enlargement of black square in Fig.8c show coalescence of sub-grains indicated by arrow　(e) ε=0.45　(f) ε=0.7

此时的临界应变 ε_c=0.05, 这与图7b和8a中动态再结晶开始时的应变基本一致. 当真应变为0.15~0.25时, 流变应力保持相对稳定, 此时, 在原奥氏体晶粒内部存在大量亚晶界. 在应变累积过程中, 虽然动态再结晶形核在持续进行, 但动态回复机制仍占主导地位; 真应变达到0.45时, 再结晶形核已基本完

ChinaXiv合作期刊

成, 动态再结晶机制将逐渐占据主导作用, 软化效果更为明显, 流变应力下降. 当应变达到0.7时, 新的奥氏体晶粒遍布整个变形组织, 流变应力达到稳态.

3 结论

(1) 对于本工作所研究的高锰奥氏体TWIP钢, 其流变应力曲线随变形量的增加分为2个阶段. 在变形初期阶段, 由于塑性变形过程中引发的加工硬化, 使得应力随着应变的增加迅速提高并达到峰值; 随后, 随着变形量的增加由于回复和再结晶的软化作用, 应力进入持续稳定状态或下降到一定程度后进入稳定状态. 该钢的热变形行为对应变速率较为敏感, 当应变速率小于0.1 s^{-1}时, 发生动态再结晶; 当应变速率大于1 s^{-1}时, 发生动态回复.

(2) 建立了该高锰奥氏体TWIP钢在1223~1423 K温度范围内的热变形本构方程:

$$\dot{\varepsilon}=2.11\times10^{14}[\sinh(0.007\sigma_p)]^{6.41}\exp(-\frac{399760}{RT}).$$

(3) 该高锰奥氏体TWIP钢在热变形过程中存在2种再结晶形核机制. 当应变较小时, 再结晶核心通过弓出机制形成. 随变形程度的增加, 产生大量新的亚晶界, 相邻亚晶界上位错的攀移和滑移等运动使得晶界合并, 再结晶核心通过合并机制形成.

参考文献

[1] Wang C J, Chang Y C. *Mater Chem Phys*, 2002; 76: 151

[2] Grässel O, Kruger L, Frommeyer G, Meyer L W. *Int J Plast*, 2000; 16: 1391

[3] Brüx U, Frommeyer G, Grässel O, Meyer L W, Weise A. *Steel Res Int*, 2002; 73: 294

[4] Chen L Q, Zhao Y, Qin X M. *Acta Metall Sin (Engl Lett)*, 2013; 26: 1

[5] Chung K, Ahn K, Yoo D H, Chung K H, Seo M H. *Int J Plast*, 2011; 27: 52

[6] Bouaziz O, Allain S, Scott C P, Cugy P, Barbier D. *Curr Opin Solid State Mater Sci*, 2011; 15: 141

[7] Barbier D, Gey N, Allain S, Bozzolo N, Humbert M. *Mater Sci Eng*, 2009; A500: 196

[8] Kibey S, Liu J B, Curtis M J, Johnson D D, Sehitoglu H. *Acta Mater*, 2006; 54: 2991

[9] Huang B X, Wang X D, Rong Y H. *Mater Sci Eng*, 2006; A438-440: 306

[10] Yuan X Y, Yao Y T, Chen L Q. *Acta Metall Sin (Engl Lett)*, 2014; 27: 401

[11] Yuan X Y, Chen L Q, Zhao Y, Di H S, Zhu F X. *J Mater Process Technol*, 2015; 217: 278

[12] Ding H, Tang Z Y, Li W, Wang M, Song D. *J Iron Steel Res*, 2006; 13(6): 66

[13] Chen T H, Yang J R. *Mater Sci Eng*, 2001; A311: 28

[14] Zhang J Q, Di H S, Wang X Y, Cao Y, Zhang J C, Ma T J. *Mater Des*, 2013; 44: 354

[15] Zheng M Y, Wu K, Liang M, Kamado S, Kojima Y. *Mater Sci Eng*, 2004; A372: 66

[16] Li A B, Geng L, Zhang J, Xu H Y, Zheng Z Z, Yao C K. *Mater Chem Phys*, 2004; 84: 29

[17] Venugopal S, Mannan S L, Rodriguez P. *J Mater Sci*, 2004; 39: 5557

[18] Cao Y, Di H S, Zhang J C, Zhang J Q. *Acta Metall Sin*, 2012; 48: 1175
(曹 宇, 邸红双, 张洁岑, 张敬奇. 金属学报, 2012; 48: 1175)

[19] Wang Z X. *Controlled Rolling and Controlled Cooling*. Beijing: Metallurgical Industry Press, 1988: 14
(王占学. 控制轧制与控制冷却. 北京: 冶金工业出版社, 1988: 14)

[20] McQueen H J, Ryan N D. *Mater Sci Eng*, 2002; A322: 43

[21] Chen L Q, Zhao Y, Xu Q X, Liu X H. *Acta Metall Sin*, 2010; 46: 1215
(陈礼清, 赵 阳, 徐秋香, 刘相华. 金属学报, 2010; 46: 1215)

[22] Medina S F, Hernadez C A. *Acta Mater*, 1996; 44: 137

[23] Liu Z Y, Chen L S, Zhou M C, Liu X H, Wang G D. *J Iron Steel Res*, 2004; 16(1): 49
(刘战英, 陈连生, 周满春, 刘相华, 王国栋. 钢铁研究学报, 2004; 16(1): 49)

[24] Yu J W, Liu X F, Xie J X. *Acta Metall Sin*, 2011; 47: 486
(余均武, 刘雪峰, 谢建新. 金属学报, 2011; 47: 486)

[25] Yue C X, Zhang L W, Liao S L, Pei J B, Gao H J, Jia Y W, Lian X J. *Mater Sci Eng*, 2007; A499: 177

[26] Fernández A I, Uranga P, López B, Rodriguez-Ibabe J M. *Mater Sci Eng*, 2003; A361: 367

(责任编辑:肖素红)

chinaXiv:202303.00621v1

